Mo および W 合金鑄鉄溶製とレーザによる表面改質*

—鑄鉄の耐摩耗性向上を目的としたレーザ表面改質 (第3報)—

永井 亨**, 藤岡 順三***, 服部 英樹****, 宇都宮 毅***, 上村 正雄*****

Iron Casting with Mo-Alloyed and W-Alloyed for Wear Resistance and Laser Surface Modification*

—Laser Surface Modification of Cast Iron Aimed at Refining the Wear Resistance (Report 3)—

by NAGAI Toru**, FUJIOKA Junzo***, HATTORI Hideki****, UTSUNOMIYA Tsuyoshi*** and UEMURA Masao*****

Cast iron has been widely used for the parts of sliding wear such as cylinder bores of motor engines because of its high resistance, which is mainly due to the fine pearlite structure and the existence of graphite acting as a solid lubricant. These features are derived from the rich carbon content (3-4 mass%). However, under severe sliding conditions such as those in high-power motor engines or exhaust-gas recycle (EGR) engines, cast iron without any treatment is not sufficient for wear resistance. In this study, iron casting with Mo-alloyed and W-alloyed was presented. Effects of the alloying of these metals on the microstructure, the hardness and the wear resistance were studied. Furthermore, surface modification by laser melting was carried out to obtain a chilled microstructure, that is, a non-equilibrium phase. The difference between the equilibrium and the non-equilibrium phases was examined for the tribological characteristics. 3% Mo-alloyed, 8% Mo-alloyed and 8% W-alloyed cast iron with laser melting showed high wear resistance; on the other hand 16% Mo-alloyed cast iron as cast showed high wear resistance.

Key Words: Iron Casting, Wear Resistance, Surface Modification, Laser Melting, Carbide, Chilled Microstructure

1. 緒 言

近年自動車用エンジンの開発において、シリンダーやピストンリングにはより硬質で耐摩耗性や耐スカuffing性がすぐれた材料が求められている¹⁾。

前報^{2,3)}では従来からシリンダーやシリンダーライナの材料として広く使用されている鑄鉄にレーザ溶融処理を施すことによって硬質なチル組織を形成することを確認し、さらにレーザの照射条件で冷却速度を変えることでチル組織の形状や大きさを変え、それが耐摩耗性に影響を及ぼすことを調べた。その結果パルスレーザを適切な条件で照射することで表面層に欠陥のない微細なチル組織を形成でき、潤滑下で優れた耐摩耗性を付与できることがわかった。しかしながら実際のエンジンの上死点、下死点等で起こりうる潤滑不足を想定し、潤滑を制限した摩擦試験を行なった結果、鑄鉄の溶融チルのみではスカuffingを起こしやすい点で問題

があることがわかった。

ところで鑄鉄に合金元素を添加し耐摩耗性を向上させた合金鑄鉄のうち、比較的安価なクロム (Cr) を合金元素とした高 Cr 鑄鉄が従来注目されているが、六角柱状の初晶 M_7C_3 が粗大に成長しやすく、韌性の低下とともに摩擦下では硬質で粗大な M_7C_3 粒子が引き起こすアブレシブ摩耗が問題となりやすい^{4,5)}。一方、より高硬質の MC 型炭化物や M_6C 型複炭化物はセメントライトや M_7C_3 より微細に晶出しやすい⁶⁾。

そこで本報では、鑄鉄に合金元素として MC 型炭化物や M_6C 型複炭化物を形成しやすいモリブデン (Mo) およびタングステン (W) を添加して鑄造試験片を製作し、鑄造のままで得られる組織ならびにレーザ溶融による急冷凝固で得られる非平衡凝固組織について調べた。さらに、鑄造材およびレーザ溶融材について耐摩耗性と耐スカuffing性を評価した。

2. 実 験 方 法

2.1 合金鑄鉄の溶製方法

Fe-3.5 % C-2.8 % Si (mass%) の組成をもつ鑄鉄材 FC250 に純 Mo を添加し、Mo の組成が 3, 8, 16 mass% となるように (以後、それぞれ FC-3Mo, FC-8Mo, FC-16Mo と略称) 3 種類の Mo 合金鑄鉄を溶製した。ここで熱力学平衡計算ソフト「THERMO-CALC」の計算結果に基づき、亜共晶、共晶付近、および過共晶となる濃度をそれぞれ設定した。W に

*原稿受付 平成 15 年 3 月 17 日

**正 員 (株)レーザ応用工学研究所(現:川崎重工業(株))
Member, Applied Laser Engineering Research Institute
(Present: Kawasaki Heavy Industries, LTD.)

*** (株)レーザ応用工学研究所 Applied Laser
Engineering Research Institute

****正 員 (株)レーザ応用工学研究所 Member, Applied
Laser Engineering Research Institute

***** 豊橋技術科学大学機械システム工学系 Dept. of
Mechanical Engineering, Toyohashi University of
Technology

Table 1 Chemical composition of the iron casting with Mo-alloyed and W-alloyed.

	Mo	W	C	Si	Mn	P	Fe
FC-3Mo	3.1	—	3.4	2.8	<0.2	<0.1	Bal.
FC-8Mo	8.1	—	3.2	2.6	<0.2	<0.1	Bal.
FC-16Mo	16.1	—	2.9	2.4	<0.2	<0.1	Bal.
FC-8W	—	8.0	3.2	2.6	<0.2	<0.1	Bal.

については FC-8Mo と比較のため 8 mass% となるように (以後, FC-8W と略称) W 合金鉄を溶製した. 合計 4 種類の合金鉄の組成を Table 1 に示す. 溶製には Al_2O_3 製のルツボを用いて Ar 雰囲気中で高周波溶解を行い, 先ず鉄材を溶解させた後に Mo あるいは W の粒度 20~30 μm の溶射用粉末を所定量添加し, 一様に溶解させた. 铸造した寸法 $\phi 57 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$ の円柱から 60 mm $\times$ 20 mm $\times$ 5 mm の板状試験片を切り出した.

2.2 レーザ表面改質の方法

前節の方法により製作した合金鉄は十分遅い冷却速度で铸造したため, 形成される組織は平衡状態に近いものであると想定される. 一方, 急凝固を行なうと種々の準安定な非平衡凝固組織が得られ, 鉄のような高炭素系材料では種々炭化物の生成や Fe 基地のマルテンサイト化, さらに組織の微細化が相まって硬さの上昇ならびに耐摩耗性向上が期待できる. レーザ溶融によるこれらの効果は Fe-C-Si 系の鉄について前報^{2,3)}で報告した通りである.

合金鉄の非平衡組織を得るため, 前報^{2,3)}と同様にパルス Nd:YAG レーザを用い, 表面溶融を行なった. レーザのパルス幅を 2 ms, 繰返し率を 80 pps, 平均出力を 400 W, ビーム径を外側へ 4 mm のデフォーカスにより $\phi 2 \text{ mm}$ とし, 1 mm/s のスキャン速度で照射した. また基板表面の酸化を防止するため, 照射は第 1 報²⁾の Fig. 1 に示したようなチャンバー内で行なった. チャンバーはポンプで排気後 1 気圧まで Ar ガスで置換し, 照射中は流量 20 l/min で同ガスを供給した.

2.3 組織の評価方法

組織の観察は試験片を研磨後, 3% ナイタールでエッチングして光学顕微鏡で行なった. 硬さ測定にはマイクロビッカース硬度計を用い, 組織の平均硬さを調べるときは押し付け荷重を 0.98 N として 5 点平均をとり, 組織中の相ごとの硬さを調べるときは押し付け荷重を 0.245 N とした. また EPMA による元素分析, X 線回折による結晶構造解析 (XRD) を行なった. さらに, Fe-Mo(W)-C-Si の 4 元系平衡状態において現れる相を THERMO-CALC を用いて計算し参考にした.

2.4 耐摩耗性および耐スカuffing 性の評価方法

耐摩耗性および耐スカuffing 性の評価には前報³⁾と

C: Carbon flake, F: Ferrite, P: Pearlite

Fig. 1 Optical micrographs of the alloyed cast irons.

同様にピンオンプレート方式の往復動摩擦試験機を用いた. 合金鉄材およびそのレーザ表面改質を行なったものをプレート試験片とした. またピン試験片としては現在使用されているピストンリング材の中でも特に耐摩耗性に優れた材料である窒化処理したマルテンサイト系ステンレス鋼 (SUS440C) および窒化クロムの PVD 被膜を施した鋼 (SUJ2) を用いた. これらピン試験片は直径 8 mm, 全長 25 mm の円柱形状で先端に R 18 mm の球面加工を施してある. ステンレス窒化材の硬化層の厚さは約 100 μm でピン表面のビッカース硬さは約 Hv 1200, 窒化クロム材の皮膜厚さは約 40 μm でピン表面のビッカース硬さは約 Hv 1700 であった. ピン, プレート共に表面粗さは #1500 のエメリペーパーを用いて $Ra=0.04 \mu\text{m}$ に仕上げて試験に供した.

2.4.1 耐摩耗性の評価方法

摩擦試験は, 荷重を 196 N, 速度を 10 Hz (600 cpm), ストロークを 20 mm (往復 40 mm) とし, 動粘度が 2 mm^2/s (室温) である低粘度軸受油を 2 ml/h の供給速度で 20 分間プレート表面へ行き渡らせた後開始し, 試験中も同速度で供

給し続け 2 時間行った。試験後のピンおよびプレート双方の摩耗量は、表面粗さ形状測定機により表面形状を測定して摩耗部の体積として求めた。

2.4.2 耐スカuffing 性の評価方法

スカuffing 試験は低粘度軸受油をプレート上に一度塗布した後、清浄な紙ワイパーで拭き取り、潤滑油を供給しない状態で行った。この時の油膜厚さは高感度重量測定により約 0.8 μm と見積もられた。試験条件は、ストロークを 20 mm、速度を 1.67 Hz (100 cpm)、荷重を 19.6 N から開始後 1 分間隔で 19.6 N ずつステップアップする方式とした。摩擦係数は試験中の摩擦力をロードセルで測定することにより求めた。スカuffing を起こすと摩擦係数が急激に上昇するが、摩擦係数が 0.5 を超えた場合に試験を停止させた。また、荷重が 392 N に達した場合、摩擦係数の値に関係なく試験を終了させた。

3. 結果および考察

3.1 合金鑄鉄の組織

各合金鑄鉄において融液状態から室温に至るまでに現れる炭化物の安定相を THERMO-CALC で計算した結果を下記に示す。

ここで M_3C と M_6C は $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$, $(\text{Fe}, \text{Mo})_6\text{C}$ などの複炭化物を示す。室温で安定相として存在できる炭化物はいずれの場合も MC 型炭化物および Fe_3C (セメンタイト) のみであることが計算された。

FC-3Mo, FC-8Mo, FC-16Mo および FC-8W の鑄造ままの組織の光学顕微鏡写真を Fig. 1 に、XRD 分析を行なった結果を Fig. 2 に示す。

FC-3Mo と FC-8Mo ではデンドライト状に発達した初晶とその周囲に長さ 10~30 μm の片状の共晶黒鉛が観察された。FC-3Mo において初晶の中心部付近はパーライト化しているが周辺部はフェライト化しているのが観察された。初晶オーステナイトは晶出時、凝固核となる中心部から遠くなるほど炭素濃度が高くなるため、共析変態の際に中心付近ではフェライトとセメンタイトに周辺付近ではフェライトと黒鉛に分解しやすくなり、このとき黒鉛はすでに晶出している共晶黒鉛上に析出するため、周辺部がフェライト基地になるものと考えられる。一方 FC-8Mo では初晶の大きさおよび間隔が

Fig. 2 Spectral data of X-ray diffraction using a Cu target for the (a) 3% Mo, (b) 8% Mo, (c) 16% Mo and (d) 8% W alloyed cast irons.

小さくなっており、黒鉛分布量が減少していた。初晶の Fe 基地は全面的にパーライト化していた。共晶黒鉛間では直線的な層状 (魚骨状) の組織が観察されたが、XRD 分析で M_6C のピークが認められたこと、EPMA の分析結果ではこの魚骨状組織の白色部に Mo が濃化していたこと、およびこの特有の形状から、これは M_6C と $\gamma\text{-Fe}$ の共晶組織であると判断される。ここで $\gamma\text{-Fe}$ はパーライト化し、黒くみえる。また六角形に代表される多角形状を有する相が所々みられ、特に FC-8Mo では辺長 20 μm 程度と比較的大きく成長している。この相を EPMA で分析したところ Mo と C のみ検出され、Mo : C モル比は 1.12 : 1 と定量された。さらに Fig. 2 の XRD 分析で MoC のピークが認められることから、この炭化物相は MoC であると推定される。

また THERMO-CALC の計算結果によると、Mo 濃度が 11 % 以下の時はオーステナイトを初晶とするが、11~14 % のときは初晶として Mo_2C を晶出することが示された。さらに、Mo 濃度が 16 % 以下の場合 Mo_2C は 1100°C 以下では安定相として存在できず、中間相の $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$ を経て室温での最終安定相は MoC となることが計算された。FC-3Mo では共晶黒鉛の隙間に微細な MoC の相が分布し、FC-8Mo で

は初晶中に大きな MoC の相が存在していた。前者は共晶部の $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$ から分解、析出した MoC であり、後者は溶解中に高濃度 Mo 偏在部が離散的に生じ、そこに Mo_2C を初晶として晶出し室温に至る過程で MoC となったものであると推定される。FC-3Mo に比べ FC-8Mo で黒鉛分布量が減少し Fe 基地の殆どがパーライト化したのは、 Mo_2C や MoC の形成により残った部分の炭素濃度が減少したためであると考えられる。組織の平均の硬さは FC-3Mo が Hv 350, FC-8Mo が Hv 420 であった。

FC-16Mo では魚骨状の共晶組織と、その周辺に粗大に形成された白色相が確認された。前者は FC-8Mo の共晶黒鉛間でみられるものよりはるかに粗大であるが、EPMA 分析の結果白色部に Mo が濃化したほかに Fe, C, Si が検出されていること、Fig. 2 の XRD 分析の結果において $(\text{Fe}, \text{Mo})_6\text{C}$ が多く検出されていること、およびその特有の形状からこれは M_6C と $\gamma\text{-Fe}$ の共晶組織であると判断される。ここで $\gamma\text{-Fe}$ はパーライト化している。Si は M_6C の部分に濃化しているが、このことは、Si は M_6C の晶出を促進し、かつ M_6C に固溶するという武の報告⁷⁾とも合致する。THERMO-CALC によると Mo 濃度が 14% 以上の時は高温で M_6C 型複炭化物が晶出するが室温では M_6C は存在せず、 Mo 炭化物の最終安定相は MoC であると計算されている。しかし実際には M_6C が多く検出されていることから、 casting により形成された組織は完全な平衡状態のものではなく、高温で生成した準安定相が室温において残存していた。一方粗大な白色相からは EPMA により Fe が強く検出されたほか、 Mo と C も検出された。この相の硬さを計測すると Hv 1250~1350 で、セメンタイトの硬さとほぼ一致することから、セメンタイトに Mo が固溶した $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$ であると推定される。またこの相の中に微細な析出物が多数観察されるが、これは準安定相の $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$ から安定相の MoC を析出する過程であると推定される。組織の平均の硬さは Hv 610 であった。

FC-8W ではデンドライト状に発達した初晶とその周囲に長さ 20~50 μm の片状の共晶黒鉛がみられるが、初晶は大部分がフェライト化しておりオーステナイトから共析反応により黒鉛とともに分解したものと考えられる。黒鉛はすでに晶出している共晶黒鉛上に析出したとみられる。 Mo を添加した場合と比べ黒鉛が大きく成長した状態で分布しているが、これは W が Mo よりも白鈍化傾向が小さい⁸⁾ことに起因すると考えられる。初晶と共晶黒鉛のほかに魚骨状の相および微細な析出相が確認されるが、これらは XRD 分析の結果と相の形態からそれぞれ $(\text{Fe}, \text{W})_6\text{C}$ および WC であると推定される。EPMA 分析によると W はこれら炭化物に濃化しているほか、Fe 基地への少量分布すなわちフェライトへの固溶が認められた。組織の平均の硬さは Hv 590 であった。

3.2 レーザ溶融によるチル組織

FC-3Mo, FC-8Mo, FC-16Mo および FC-8W をレーザ溶融により表面改質した試料の横断面のマクロ組織および溶融

Fig. 3 Optical micrographs of the cross sections of the laser-melted cast irons with (a) 3% Mo, (b) 8% Mo, (c) 16% Mo and (d) 8% W alloyed.

凝固部のミクロ組織を Fig. 3 に示す。表面改質層は溶融凝固部とその下の熱影響部 (HAZ) から成っている。FC-16Mo の溶融凝固部にはクラックが発生していた。

XRD 分析結果を Fig. 4 に示す。いずれも $\alpha\text{-Fe}$ と $\gamma\text{-Fe}$ のほかに M_3C 型および M_6C 型複炭化物のピークが検出された。また MC および M_2C 型の炭化物も検出され、特に FC-16Mo において強いピークを示した。FC-16Mo の溶融凝固部においては粒子状および片状の非常に微細な晶出物が多数形成されているが、その形態から武の報告⁹⁾を基に判断すると前者は MoC 炭化物、後者は Mo_2C 炭化物であると推定される。FC-3Mo, FC-8Mo および FC-8W の溶融凝固部は初晶の島状組織と残りの共晶組織で構成されており、後者は鑄鉄のチル組織におけるレーデブライトに対応すると考えられる。FC-8Mo の溶融凝固部を EPMA 分析した結果を Fig. 5 に示す。初晶部に Fe が濃化しており、 Mo はわずかに検出されるのみである。したがって初晶は Mo が微量に固溶したオーステナイトが急冷されたマルテンサイトであると推定できる。残りの部分には Mo が濃化しており、Fe と炭素の存在も確認できる。XRD 分析の結果から判断するとこの部分は、 $\gamma\text{-Fe} + \text{M}_3\text{C} + \text{M}_6\text{C}$ の共晶組織であり、そのうち $\gamma\text{-Fe}$ は残留オーステナイト相として一部残存しているほか急冷によりマルテンサ

Fig. 5 EPMA observation for the laser-melted cast iron with 8% Mo alloyed.

Fig. 4 Spectral data of X-ray diffraction for the laser-melted cast irons with (a) 3% Mo, (b) 8% Mo, (c) 16% Mo and (d) 8% W alloyed.

イト化しているものと推定される。XRD 分析の結果から Mo 合金鉄の溶融凝固部においては Mo 添加量が多いほど残留オーステナイトが増加する傾向がみられた。オーステナイトのマルテンサイトおよびフェライトに対する体積比率を XRD の積分強度¹⁰⁾から求めた結果、FC-3Mo が 8.0 %、FC-8Mo が 21.7 %、FC-16Mo が 27.0 % と定量された。FC-8W

Fig. 6 Micro Vickers hardness of the cross sections as a function of depth from surface for (a) 3% Mo, (b) 8% Mo, (c) 16% Mo and (d) 8% W alloyed cast irons with laser irradiation.

では 5.3 % であった。また SEM 像では確認できないが面分析において 1 μm 程度の大きさで Mo 濃化粒子が点状に分布しており、これは MoC の微細な相であると推定される。

照射中心部断面深さ方向の硬さ分布を測定した結果を Fig. 6 に示す。図の上側には断面マクロ写真から判断した溶融凝固部と熱影響部の範囲を示している。溶融凝固部では硬さ Hv 950～1150 程度の硬化層が得られ、熱影響部では負の硬さ勾配が見られた。溶融凝固部の硬さについては組成による有意な差異は無いが、Mo 合金鉄については Mo 添加量が多いものほど硬化層が厚くなった。これは Mo の添加により

融点が低下することが理由として考えられる。

3.3 耐摩耗性の評価結果

摩耗試験によるプレートとピンの摩耗量の相関を Fig. 7 に示す。鋳造ままのプレートではプレート摩耗量のみが組成に影響されるが、レーザ溶融材ではピンとプレート双方の摩耗量が組成に影響されることがわかる。

鋳造ままのプレートの場合、Mo 合金鋳鉄では Mo 添加量が多いほどプレート摩耗量は減少した。これは平均硬さが FC-3Mo で Hv 350, FC-8Mo で Hv 420, FC-16Mo で Hv 610 と上昇し耐摩耗性が向上したと関係付けられる。ところが FC-8W と FC-8Mo を比較すると、平均硬さは前者の方が Hv 590 と高いが摩耗量はステンレス窒化材に対しては同等、窒化クロム材に対してはむしろ多くなっている。これは FC-8W に軟質なフェライト相が多く存在することにより耐摩耗性が低下すること、FC-8Mo ではパーライト基地に炭化物や黒鉛が分散し、軟質なフェライト相が少ないことが耐摩耗性向上に寄与していることが理由として考えられる。ピンの比摩耗量はステンレス窒化材で $1 \times 10^{-12} \text{ mm}^2/\text{N}$ 以下、窒化クロム材で $0.1 \times 10^{-12} \text{ mm}^2/\text{N}$ 以下と、いずれも低レベルであった。

一方レーザ溶融材のプレートの場合、FC-16Mo を除き鋳造ままよりもプレート摩耗量が減少し、Mo 合金鋳鉄では Mo 添加量が多いほどピンとプレートの摩耗量は増加した。この様に組成が摩耗量に与える影響について鋳造材の場合

Fig. 8 Surfaces after the sliding tests with lubricant supplied on FC-3Mo and FC-16Mo (laser-melted).

Fig. 7 Experimental results of sliding tests with lubricant supplied using (a) nitrided stainless steel pins and (b) CrN-coated steel pins.

と逆の傾向を示している。これはレーザ溶融材で Mo 添加量が増加すると平均 Hv 1000 程度の基底上に非常に硬質な MoC 等の炭化物が多く分布するようになり、摩擦中の相手攻撃性を高めてしまうことが理由として考えられる。摩擦により発生する硬質な摩耗粒子や表面に生じた突起により相互のアブレイブ摩耗が引き起こされ、ピンとプレート双方の摩耗量が増大するものと考えられる。Fig. 8 に FC-3Mo および FC-16Mo のレーザ溶融材と窒化クロム材の摩耗試験後の表面の様子を示すが、後者ではピンとプレート双方に激しく引掻かれた跡が認められる。

ピンおよびプレートの耐摩耗性を総合的に評価すると、ステンレス窒化材に対しては FC-3Mo のレーザ溶融材と FC-16Mo の鋳造材が優れ、窒化クロム材に対しては FC-8Mo, FC-3Mo のレーザ溶融材と FC-16Mo の鋳造材が優れるといえる。

3.4 耐スカuffing 性の評価結果

スカuffing 試験における摩擦係数の変化を Fig. 9 に示す。なお、合金鋳鉄のレーザ溶融材との比較のため、合金元素を添加しない鋳鉄のレーザ溶融材の結果³⁾も載せた。鋳造材とレーザ溶融材では摩擦係数の変化について大きな差異を生じた。

鋳造ままのプレートの場合、スカuffing により摩擦係数が 0.5 を超えたのは、FC-3Mo 材とステンレス窒化材の組合せのみで、その時の荷重は 294 N であった。Mo 合金鋳鉄

では Mo 添加量が多いほど試験中の摩擦係数が低くなる傾向があり、また FC-8Mo と FC-8W はほぼ同様な摩擦係数の推移をみせた。特に FC-16Mo 材と窒化クロム材の組合せにおいては、高荷重においても約 0.08 の低い摩擦係数を維持した。FC-16Mo 材は平均硬さが約 Hv 600 の中に約 Hv 1300 の比較的粗大な硬質炭化物相(Fe, Mo)₃C が分布しているため大きな硬さ凹凸を有する。硬さの差に基づく摩耗面の微小な凹凸の形成により、潤滑油の供給されてない状況においても保油性を高め、高い潤滑性を示したものと考えられる。なお FC-16Mo 材に対して窒化クロム材はスカuffing 試験中に殆ど摩耗してないのに比べ、ステンレス窒化材は深さ約 2 μm の摩耗がみられた。これは FC-16Mo 材中の粗大な炭化物相の硬さに比べて窒化クロム材は Hv 1700 と高いが、ステンレス窒化材は Hv 1200 と若干低いため、この炭化物相との接触の繰り返しにより摩耗が進行したと推測される。

一方レーザ溶融材のプレートの場合には鋳造ままの場合よりも摩擦係数が上昇しやすい傾向がみられた。これは溶融凝固の組織においては、鋳造ままの組織のように軟質相と硬質相の間の硬さ凸凹による油溜りが形成されにくく、また黒鉛のもつ固体潤滑作用が期待できないことによると考えられる。しかし合金鋳鉄のレーザ溶融材は、合金させない鋳鉄のレーザ溶融材よりも摩擦係数が上昇しにくく、耐スカuffing 性に優れていることが示された。その理由として鋳鉄溶融チル材には存在しない硬質かつ微細な MC 炭化物が基底上に分散していることにより、耐摩耗性を増すと同時に保油

Fig. 9 Coefficient of friction in the scuffing tests for Mo and W alloyed cast iron substrates with and without laser irradiation.

Fig. 10 Surfaces after the scuffing tests on as cast and laser-melted FC-3Mo.

Fig. 11 Surfaces after the scuffing tests on as cast and laser-melted FC-8Mo.

性を高めていることが考えられる。

ステンレス窒化材に対する FC-3Mo のスカuffing試験後の表面状態を Fig. 10 に示す。FC-3Mo 鋳造材はスカuffingにより約 60 μm の摩耗を生じているが、FC-3Mo レーザ溶融材は自らに摩耗はなく相手材が摩耗しそれが凝着しているのがわかる。また、窒化クロム材に対する FC-8Mo のスカuffing試験後の表面の様子を Fig. 11 に示す。FC-8Mo 鋳造材はスカuffingを起こすことなく約 0.14 の低い摩擦係数を保っているに拘らず深さ約 0.8 μm の摩耗を生じている。一方 FC-8Mo レーザ溶融材は摩擦係数が上昇傾向にあり、荷重 392 N となった試験終了直前では約 0.44 まで摩擦係数が上昇したが深さ 0.3 μm 程度の摩耗しかなかった。このようにレーザ溶融材のプレートは鋳造ままと比べると耐摩耗性が良いため試験中の摩擦係数が高くては摩耗が進行しにくく、さらにスカuffingに至った場合でも鋳造ままの場合のような非常に大きな摩耗を生じることはない

ことがわかる。

4. 結 言

本研究では鋳鉄 FC250 材に Mo, W を添加、溶製することにより合金鋳鉄を製作し、その合金元素添加による鋳造組織や耐摩耗性への影響を調べ、さらにパルスレーザ照射により得られる急冷凝固組織や耐摩耗性について調査した。得られた知見を集約すると下記ようになる。

- (1) 3 % Mo, 8 % Mo および 8 % W 合金鋳鉄ではデンドライト状に発達した初晶 Fe 基地と片状の共晶黒鉛および MC 型と M_6C 型の炭化物相が観察された。一方 16 % Mo 合金鋳鉄では魚骨状に晶出した M_6C と粗大な M_3C が主に観察された。
- (2) 3 % Mo, 8 % Mo および 8 % W 合金鋳鉄をレーザ溶融させた組織は、島状組織と残りの滑らかな組織で構成さ

れていた。前者は添加元素が少量固溶した初晶 γ -Fe、後者は γ -Fe+ M_3C + M_6C の共晶組織であり、そのうち γ -Fe は残留オーステナイト相として一部残存するほかは急冷によりマルテンサイト化している。一方 16 % Mo 合金鋳鉄をレーザ溶融させた組織においては、初晶 γ -Fe に変わって粒子状および片状の非常に微細な MoC および Mo_2C が多数晶出した。

- (3) 合金鋳鉄は 16 % Mo の過共晶組成のものを除き、レーザ溶融による表面改質で耐摩耗性が向上した。組成が摩耗量に与える影響については鋳造材とレーザ溶融材で異なる傾向を示し、鋳造材ではいずれもピン摩耗量は低レベルで Mo 添加量が多いほどプレート摩耗量が減ったのに対し、レーザ溶融材では Mo 添加量が多いほどピンとプレート双方の摩耗量は増加した。
- (4) スカフティング試験の結果、レーザ溶融材の場合は鋳造のままよりも摩擦係数が上昇しやすい傾向がみられた。しかし合金化による耐スカフティング性向上の効果は両者ともにみられ、鋳造ままのプレートの場合 Mo 添加量が多いほど試験中の摩擦係数が低くなる傾向が得られ、合金鋳鉄のレーザ溶融材では、合金させない鋳鉄のレーザ溶融材よりも摩擦係数が上昇しにくく、耐スカフティング性に優れていることがわかった。

謝 辞

本研究は重要地域技術開発の一環として NEDO から委託を受けて実施したものであり、ここに謝意を表します。また、摩擦試験の相手材としてピストンリング材の試験片を提供

して頂き、摩擦試験方法等について指導を頂いた帝国ピストンリング株式会社の山下氏、「THERMO-CALC」により熱力学平衡計算を行なって頂いた川崎重工業株式会社の三谷氏ほか、関係各位に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) エコ・テラードトライボマテリアル研究会：平成 9 年度エコ・テラードトライボマテリアル創製プロセス技術に関する調査報告書，P28.
- 2) T. Nagai, H. Hattori, T. Utsunomiya, J. Fujioka and M. Uemura : Relationship between the Cooling Rate and the Formation of Chilled Microstructure for Laser Melting of Cast Iron - Laser Surface Modification of Cast Iron Aimed at Refining the Wear Resistance (Report1), Quar. J. JWS, Vol. 21, No. 3 (2003), p 466-473. (in Japanese)
- 3) T. Nagai, H. Hattori, T. Utsunomiya, J. Fujioka and M. Uemura : Wear Resistance of the Surface-Modified Cast Iron by Laser Melting - Laser Surface Modification of Cast Iron Aimed at Refining the Wear Resistance (Report2), Quar. J. JWS, Vol. 21, No. 3 (2003), p 474-480. (in Japanese)
- 4) 沢本 章：九州大学博士論文，高合金白鋳鉄の炭化物形態制御に関する研究（1987）第 1 章.
- 5) 宮川 昇：九州大学博士論文，鉄系耐熱・耐摩耗鋳造合金の組織制御（2001）第 1 章.
- 6) 石原 襄，永井 正一：鉄と鋼，64（1978），12，1764.
- 7) 武 宏強：東京大学博士論文，多成分系白鋳鉄の凝固組織に関する研究（2000）第 3 章.
- 8) 日本鋳物協会編：鋳物便覧 丸善（1986），493.
- 9) 武 宏強：東京大学博士論文，多成分系白鋳鉄の凝固組織に関する研究（2000）第 2 章.
- 10) 円山 弘：熱処理，17（1977），4，198.